第 51 卷　　第 10 期　　金属学报　　Vol.51　No.10
2015 年 10 月　第 1279-1287 页　　ACTA METALLURGICA SINICA　　Oct. 2015　pp.1279-1287

Ni_3Al 基单晶合金 IC21 的微观组织及力学性能*

赵海根　李树索　裴延玲　宫声凯　徐惠彬

(北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191)

摘 要 针对高压涡轮导向叶片服役性能需求特点研发了一种低密度、低成本、高强度 Ni_3Al 基单晶合金 IC21. 该合金的 Re 含量不大于 1.5%, 密度小于 8.0 g/cm^3. 金相法测得合金的初熔温度约为 1345 ℃. 经过标准热处理后, IC21 合金中 γ' 相分布均匀, 体积分数为 80% 左右, 尺寸约为 420 nm, 具有较高的 γ' 相立方化程度和排列有序度. IC21 单晶合金在 1100 ℃下抗拉强度为 490 MPa, 屈服强度为 470 MPa, 在 1100 ℃, 140 MPa 条件下的持久寿命可达 170.5 h, 1150 ℃, 100 MPa 条件下的持久寿命可达 110.0 h. IC21 单晶合金具有良好的高温组织稳定性和较好的抗高温氧化性, 1080 ℃长期热暴露后, 没有拓扑密堆相析出, 在 1100 和 1150 ℃大气中 100 h 的氧化动力学曲线遵循抛物线规律, 氧化增重速率分别为 0.015 和 0.045 mg/(cm^2•h). 组织结构分析表明, 该单晶合金的高温强度主要来源于高的 γ' 相含量、高的合金错配度和致密的界面位错网结构.

关键词 Ni_3Al, IC21 单晶合金, 低成本, 低密度, 高温力学性能, 抗氧化性能

中图法分类号 TG146.1　　**文献标识码** A　　**文章编号** 0412-1961(2015)10-1279-09

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ni_3Al-BASED SINGLE CRYSTSAL ALLOY IC21

ZHAO Haigen, LI Shusuo, PEI Yanling, GONG Shengkai, XU Huibin

School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191

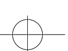
Correspondent: GONG Shengkai, professor, Tel: (010)82339003, E-mail: gongsk@buaa.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51371014) and Joint Funds of National Natural Science Foundation of China (No.U1435207)

Manuscript received 2015-08-10, in revised form 2015-09-06

ABSTRACT According to the requirement of high-pressure turbine guide vane during service, the aim of this work is to design a single crystal Ni_3Al-based alloy named IC21 with low density, low cost, and high strength which can be used as high-pressure turbine guide vane material. The mass fraction of the Re has been limited less than 1.5% on purpose. The single crystal bars of IC21 were prepared by high rate solidification method. The density of IC21 is 8.0 g/cm^3 and the incipient melting temperature was identified by metallography. After standard heat treatment, the distribution of the γ' precipitates is uniform with the average size of about 420 nm, and volume fraction of 80%. The tensile and yield strengths at 1100 ℃ are 490 and 470 MPa, respectively. Moreover, IC21 shows superior creep properties, the stress-rupture life at 1100 ℃,140 MPa is 170.5 h and at 1150 ℃, 100 MPa still remains 110.0 h. The microstructure stability of IC21 alloy at 1080 ℃ for as long as 1000 h were evaluated. The results show that no precipitated phase exists during thermal exposure at 1080 ℃, which exhibits good stability. The oxidation kinetic curves of IC21 alloy follows a parabolic rate law in different oxidation stage during cycle oxidation for 100 h in air. IC21 alloy has a good high temperature oxidation resistance, the strengthening mechanism are attributed to high volume fraction of γ' phase, large negative misfit and well-established interface networks.

* 国家自然科学基金项目 51371014 和国家自然科学基金联合基金项目 U1435207 资助
收到初稿日期: 2015-08-10, 收到修改稿日期: 2015-09-06
作者简介: 赵海根, 男, 1988 年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00434



KEY WORDS Ni_3Al, IC21 single crystal alloy, low cost, low density, high temperature strength, high temperature oxidation resistance

单晶高温合金涡轮叶片是上世纪80年代以来航空发动机的重大技术进步之一, 对提高航空发动机的推重比做出了重要的贡献, 目前几乎所有的先进高性能航空发动机都采用单晶合金涡轮叶片[1~3], 高压涡轮叶片用单晶高温合金的承温能力与成本对于发展高推重比航空发动机至关重要. 为了提高单晶高温合金的承温能力, 通常加入大量起到固溶强化和析出强化作用的难熔金属元素, 如Re, W, Mo, Ta, Ru等[4~6]. 这些合金元素的加入显著提高了单晶高温合金的承温能力, 但也造成了合金的密度与成本的增加. 例如, 三代单晶高温合金CMSX-10的承温能力超过了1100 ℃, 但加入了约6%Re元素, 难熔金属元素的总量接近20%, 密度达到9.05 g/cm^3, 成本比第二代单晶高温合金增加约50%. 此外, 随着航空发动机推重比的不断提高, 薄壁空心化也是高压涡轮叶片结构设计的特点之一[7~9], 复杂单晶合金空心叶片中变截面和薄壁曲面等结构特点对合金的铸造工艺性能及单晶完整性要求也越来越苛刻.

本研究工作针对高压涡轮导向器叶片服役性能需求特点, 以发展具有低成本、低密度、高承温能力和良好铸造工艺性能的单晶高温合金为目标, 研发了一种承温能力达到1100 ℃, 密度不大于8.0 g/cm^3, 成本约为二代单晶高温合金1/2的高压涡轮导向叶片用单晶高温合金材料.

1 实验方法

实验采用母合金的名义成分(质量分数, %)为: Al 7.6~8.3, Cr 1.5~2.5, Mo 9~13, Re 0.5~1.5, Ta 2.4~4.0, Y 0.01, Ni余量. 单晶合金采用螺旋选晶法制备. 采用Laue背散射法确定单晶试棒取向, 并选取偏离<001>方向小于12°的试棒进行力学性能实验, 采用D/max-2000PC型X射线衍射仪(XRD)进行物相分析. 根据正交实验确定合金的热处理制度为: 1315 ℃, 4 h+1320 ℃, 6 h+1325 ℃, 4 h, 空冷(A.C.)+1120 ℃, 2 h, A.C.+ 870 ℃, 32 h, A.C.. 采用APOLLO-300场发射扫描电子显微镜(SEM)对合金铸态、热处理态、长期时效后和持久断裂后的微观组织进行观察, 所用的腐蚀剂为$CuSO_4$∶HCl∶H_2O=1∶5∶5(体积比), 并采用附带的背散射电子(BSE)系统成像和能谱(EDS)进行成分分析. 在远离断口颈缩区域的同一部位分别进行横向(垂直于应力轴方向)和纵向(平行于应力轴方向)取样, 经过电解液双喷减薄后(电解液为10%高氯酸+90%乙醇溶液, 体积分数，溶液温度约为-20 ℃), 采用JEM-2100F型透射电子显微镜(TEM)进行微观组织观察和选区电子衍射(SAED)分析. 恒温氧化实验依据HB5258-2000进行.

2 实验结果

2.1 组织结构及组织稳定性

图1a和b分别为铸态IC21单晶合金试棒横截面和纵截面的BSE像, 图1c和d分别是图1a中的一个枝晶干和枝晶间的放大像. 结合EDS分析可知, 铸态组织由灰白色的网状γ相、黑色的γ'相和白色析出相组成. 图1c中的黑色大块相为凝固末期形成的富Al的大块γ'相, 均存在于枝晶间; 沿着枝晶间黑色大块γ'相析出的白色析出相为富Mo, Re相, Mo和Ni的原子比接近1∶1, 与研究[10~12]中的Ni-Mo相成分相近, 这是因为枝晶间富Al大块γ'相的析出, 使得枝晶间中Mo, Re元素相对含量增加, 从而形成白色Ni-Mo析出相. 枝晶干的γ'相大小比较一致, 而枝晶间γ'相分别为大块黑色γ'相和比正常枝晶干γ'相尺寸更细小的超细γ'相, 超细γ'相形核于枝晶间大块γ'周围形成的贫Al区域, 比枝晶干的γ'相长大驱动力小而不易长大.

设计了4组固溶热处理参数以研究确定合金的固溶制度, 分别为S1: 1315 ℃, 16 h; S2: 1320 ℃, 16 h; S3: 1315 ℃, 4 h+1320 ℃, 4 h +1325 ℃, 6 h; S4: 1315 ℃, 4 h+1320 ℃, 4 h+1330 ℃, 6 h. S1, S2均未实现完全固溶, S3, S4均实现完全固溶, 经统计S3, S4的γ'相的平均尺寸分别约为400和460 nm. 综合考虑固溶处理后γ'相的尺寸大小最终选用S3作为IC21合金固溶处理制度. 在完全固溶处理的基础上, 研究了不同一次时效制度对IC21显微组织的影响. 图2[13]为IC21单晶合金经1315 ℃, 4 h+1320 ℃, 6 h+1325 ℃, 4 h, A.C.固溶处理, 再分别经不同温度的2 h, A.C.一级时效处理, 最后经870 ℃, 32 h, A.C.二级时效处理后的微观组织. 时效处理温度会影响γ'相的尺寸、形状和数量, 单晶高温合金的时效处理通常分二级进行. 一般来说, 一级时效是在较高温度下的时效, 目的是调整γ'相的尺寸, 对合金中γ'相的尺寸、数量和形貌的影响较大; 二级时效是在较低温度下的时效, 目的是调整γ'相的正方度[14~19], 对

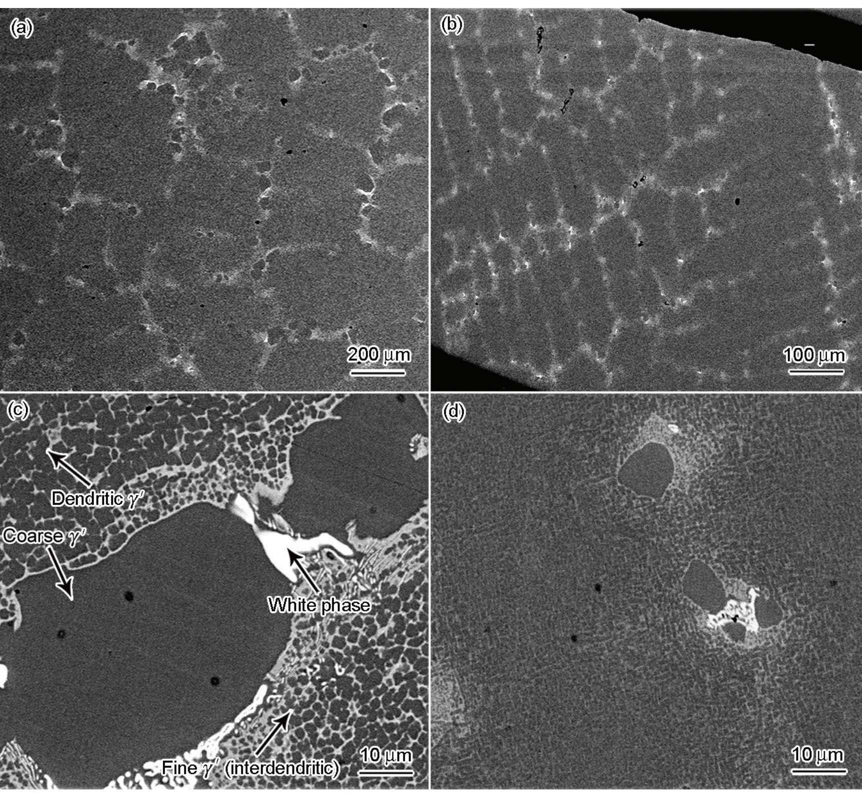


图1　IC21单晶合金铸态组织横截面和纵截面的BSE像

Fig.1 Cross- (a) and longitudinal- (b) sectional BSE images of as-cast IC21 single crystal alloy and partially enlarged views of Fig.1a (c) and Fig.1b (d)

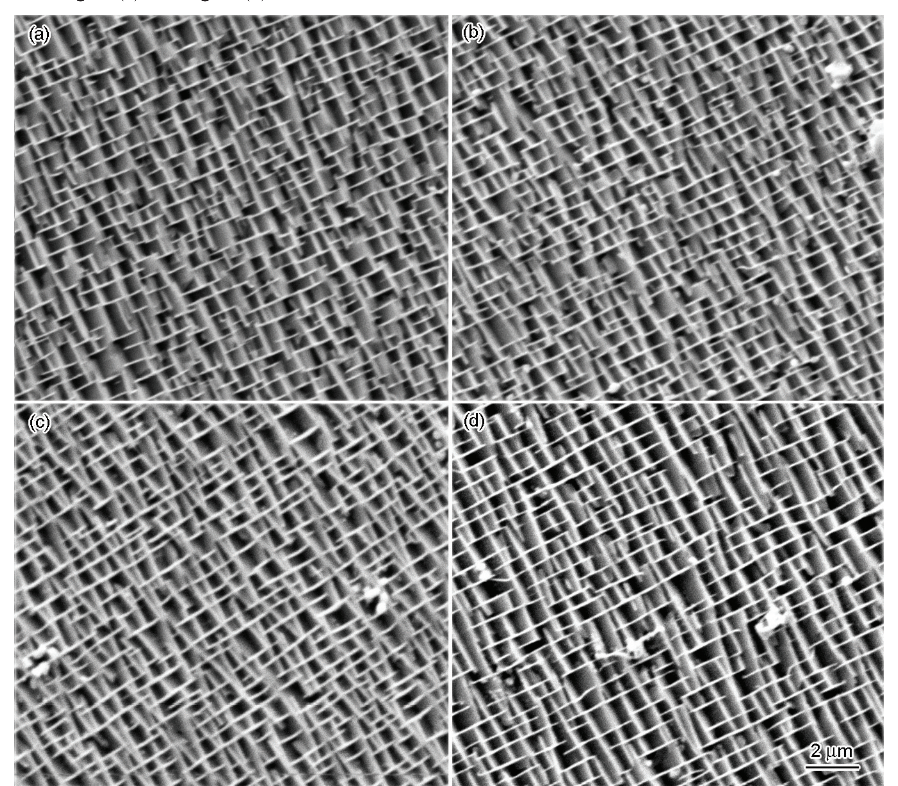


图2　不同时效制度处理后IC21单晶合金的SEM像[13]

Fig.2 SEM images of IC21 single crystal alloy after different aging treatment[13]

(a) 1060 ℃, 2 h+870 ℃, 32 h　(b) 1080 ℃, 2 h+870 ℃, 32 h

(c) 1100 ℃, 2 h+870 ℃, 32 h　(d) 1120 ℃, 2 h+870 ℃, 32 h

γ′相的尺寸和数量的影响较小. 由图2可以看出, 随着一次时效温度的升高, 再经过二级时效处理后合金的γ′相立方度稍有增加. 综合考虑热处理后合金中γ′相立方度、大小和γ通道的宽度, 最终确定合金的时效制度为1120 ℃, 2 h+870 ℃, 32 h. 标准热处理后, IC21单晶合金的γ′相(图2中黑色相)体积分数在为80%左右, γ′相尺寸为420 nm.

合金的组织与性能的关系非常密切, 长期的高温服役环境下会导致合金组织的恶化, 进而影响合金的性能, 因此研究材料在高温下组织稳定性具有重要意义. 图3[13]为IC21单晶合金在1080 ℃长期热暴露不同时间后SEM像. 可以看出, 合金在1080 ℃热暴露300 h时基本还能基本保持热处理态的组织结构. 热暴露500 h后, γ′相沿相互垂直的方向连接长大, 并且相邻的几个γ′相有开始合并的现象. 随着时效时间的延长, 组织开始形成不规则形态γ′相, 如长条形、L形等, 同时γ通道也随时间延长发生一定的粗化. 在1080 ℃长期热暴露实验中没有发现析出

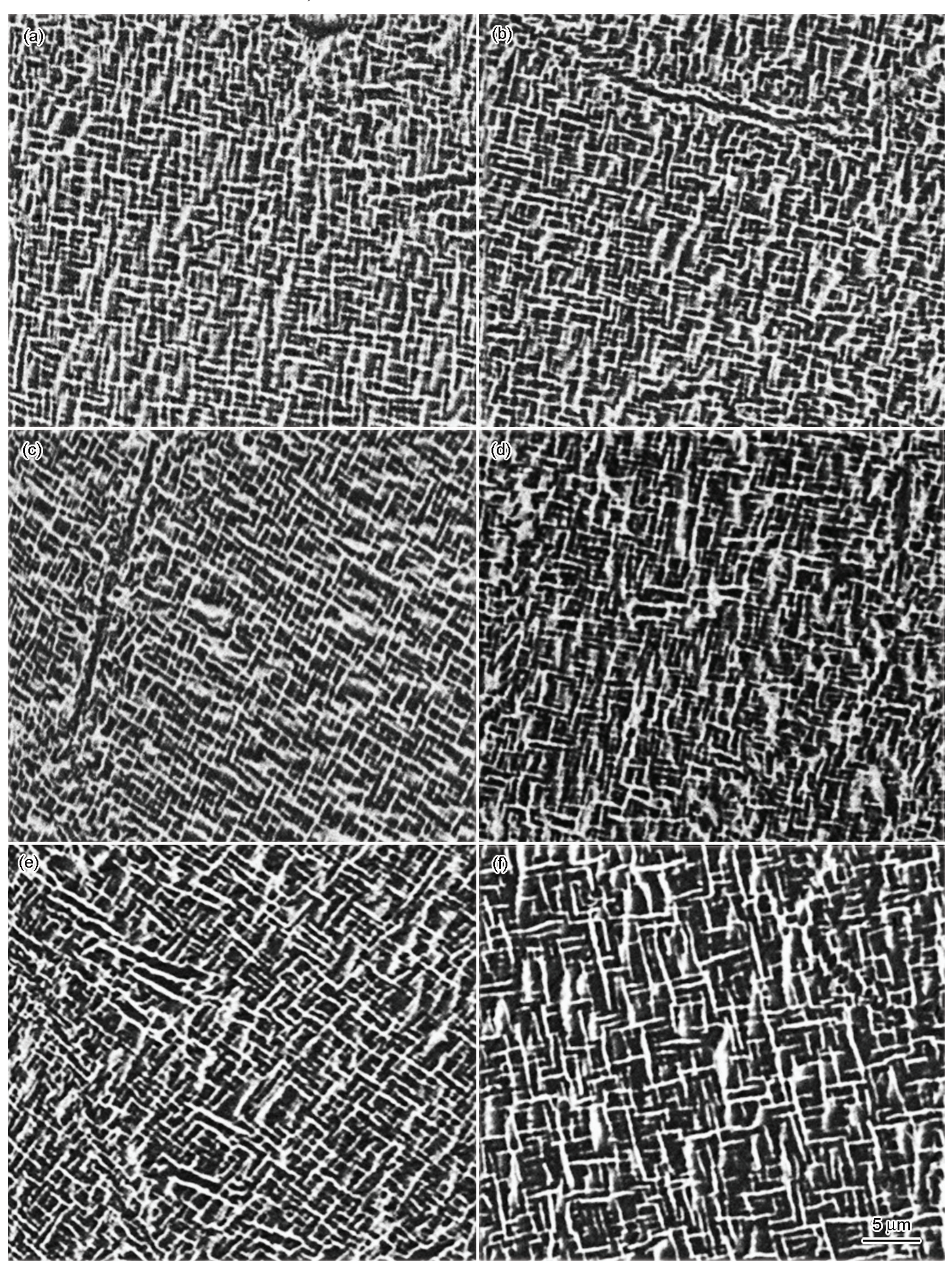


图3 IC21单晶合金在1080 ℃热暴露不同时间后的SEM像[13]

Fig.3 SEM images of IC21 alloy after thermal exposure at 1080 ℃ for 50 h (a), 100 h (b), 300 h (c), 500 h (d), 800 h (e) and 1000 h (f)[13]

相析出, 可以看出合金在1080 ℃下具有良好的组织稳定性[20].

2.2 力学性能

IC21单晶合金在不同温度下的拉伸性能实验结果如表1所示. 结果表明, IC21单晶合金不但具有很高的屈服强度和抗拉强度, 而且具有很好的塑性. 从表中可以看出, IC21单晶合金的屈服强度和抗拉强度随着温度的升高逐渐升高, 并在850 ℃附近达到最高值, 当达到极值后, 随着温度继续升高, IC21单晶合金的屈服强度和抗拉强度逐渐下降. 随着温度的升高, 在760 ℃时合金的伸长率达到最小值. 图4[21]为不同温度下CMSX-4和IC21单晶合金的屈服强度和延伸率. 可以看出, 合金的塑性整体较好, IC21单晶合金在1100 ℃还能保持较高的强度, 屈服强度为470 MPa; 1150 ℃的屈服强度为330 MPa. 对比二代镍基单晶高温合金CMSX-4的拉伸性能数据[21]可以看出, IC21单晶合金的拉伸强度与CMSX-4高温合金相当. 当温度超过900 ℃时, 合金的高温强度优势开始体现, 伸长率随温度的变化规律基本相同.

表2所示为IC21单晶合金在中高温条件下持久性能数据. 由IC21单晶合金的Lason-Miller曲线, 通过回归分析可以得到持久热强参数方程为:

$$\sigma = 7986.55762 - 502.47935P + 8.03714\,P^2 \quad (1)$$

$$R = 0.992 \quad (2)$$

式中, σ为应力; $P=T(20+\lg t)/103$, t为合金持久寿命, T为温度; R为相关系数. 相关系数高达0.992, 可知方程的相关性很好.

图5a和b分别为IC21单晶合金在1100 ℃热暴露1 h之后不同放大倍数的TEM像[13,27]. 从图5a中可看出, IC21单晶合金在1 h热暴露后, 合金的大部分区域已经建立了完整的具有四方格子结构界面位错网, 表明IC21合金具有较高的γ/γ'界面错配度[13,22]. 衍射分析可知, 界面位错网主要由Burgers矢量为$\boldsymbol{b}$=[101]和$\boldsymbol{b}$=[01$\bar{1}$]的位错线构成, 并且位错网中的位错线方向沿着<001>方向. 热暴露10 h之后, 整个观察区域内的界面位错网均已建立完整, 且界面位错网结构没有发生明显变化, 热暴露100 h之后的界面位错网结构仍然与热暴露1和10 h的相同. Zhang等[23,24]和Yang等[25]对错配度和蠕变性能的关系研究结果表明, 随着错配度绝对值的增大, 合金中界面位错网间距降低, 即γ/γ'相界面位错网间距与合金γ/γ'相界面错配度成反比关系[26]:

$$d = b/|\delta_m| \quad (3)$$

式中, d为界面位错网间距, b为Burgers矢量模, δ_m为合金错配度. IC21单晶合金在1100 ℃热暴露100 h后的平均界面位错网间距为30~32 nm, 由此可以推算出合金在1100 ℃下的错配度大约在–0.8%左右. 同时, 采用X射线衍射并结合Origin分峰软件拟合, 测定了热处理态IC21单晶合金室温下的错配度约为–0.38%. 上述结果表明, 无论是室温还是在1100 ℃, IC21单晶合金均具有较高的

表1 IC21单晶合金在不同温度下的拉伸性能[13]

Table 1 Tensile properties of IC21 single crystal alloy at various temperatures[13]

Temperature / ℃	σ_b / MPa	$\sigma_{p0.2}$ / MPa	δ / %	Φ / %
RT	812	784	25.2	22.2
	886	834	15.2	16.9
760	1050	980	12.0	37.3
	995	911	12.4	38.7
850	1017	954	51.2	40.2
	937	889	73.2	46.5
980	690	670	41.5	39.0
	685	650	55.0	49.5
1100	490	470	33.0	64.0
	505	498	35.0	71.5
1150	350	330	47.0	78.0
	350	330	44.0	74.5

Note: RT—room temperature, σ_b—tensile strength, $\sigma_{p0.2}$—yield strength, δ—elongation, Φ—area reduction

错配度.

归纳以上测试结果可知, 低Re单晶合金IC21具有的高γ′相体积分数(约80%)和高γ/γ′相界面错配度(1100 ℃下可达–0.8%)是其具有优异高温持久性能的重要原因[13,27]. 同时, 合金在1100 ℃无应力热暴露1 h之后即建立了致密的γ/γ′相界面位错网结构, 且位错网中的位错线方向沿着<001>方向, 因而可以显著阻碍位错运动, 这可能也是IC21单晶合金具有优异高温持久强度的原因之一.

2.3 抗氧化性能

图6a和b分布为IC21单晶合金分别在1100和1150 ℃下氧化100 h的氧化动力学曲线. 可以看出, 合金在循环氧化过程中保持增重, 随着温度升高, 合金氧化速率增加了2倍, 不同温度的氧化动力学曲线遵循抛物线规律, 这和其它单晶高温合金的氧化特征基本相同[28,29]. 不同温度下的氧化速率分别约为0.015和0.045 mg/(cm^2•h), 氧化速率都较小, 表明合金具有优异的高温抗氧化性能.

2.4 铸造工艺性能

为了研究合金的铸造工艺性能, 本研究设计并制备了具有如图7a所示的复杂薄壁单晶铸件, 双层壁内、外壁厚均在0.5~1.0 mm范围之内. 对不同部

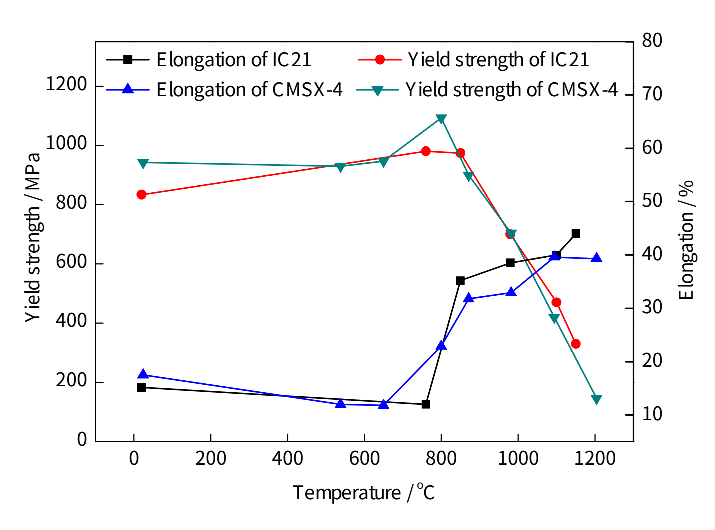


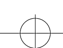
图4 温度对CMSX-4和IC21单晶合金屈服强度和延伸率的影响[21]

Fig.4 Influence of temperature on yield strength and elongation of CMSX-4 and IC21 single crystal alloys[21]

表2 IC21单晶合金中温和高温持久性能[13]

Table 2 Stress rupture properties of IC21 single crystal alloy at various load conditions[13]

Temperature / ℃	Orientationdeviation / (°)	Stress / MPa	Life / h	δ / %
760	10	600	324.8	31.2
	4	750	69.8	29.5
	6		71.0	21.8
850	6	450	252.4	28.2
	7		271.8	27.4
	6	500	64.4	17.5
	5		75.4	16.8
980	8	22	121.9	50.2
	7		141.5	47.3
	8	250	76.5	43.7
	8		84.0	50.1
1100	10	140	170.5	12.1
	8		159.2	6.7
1150	8	100	110.0	10.8
	8		99.0	9.9



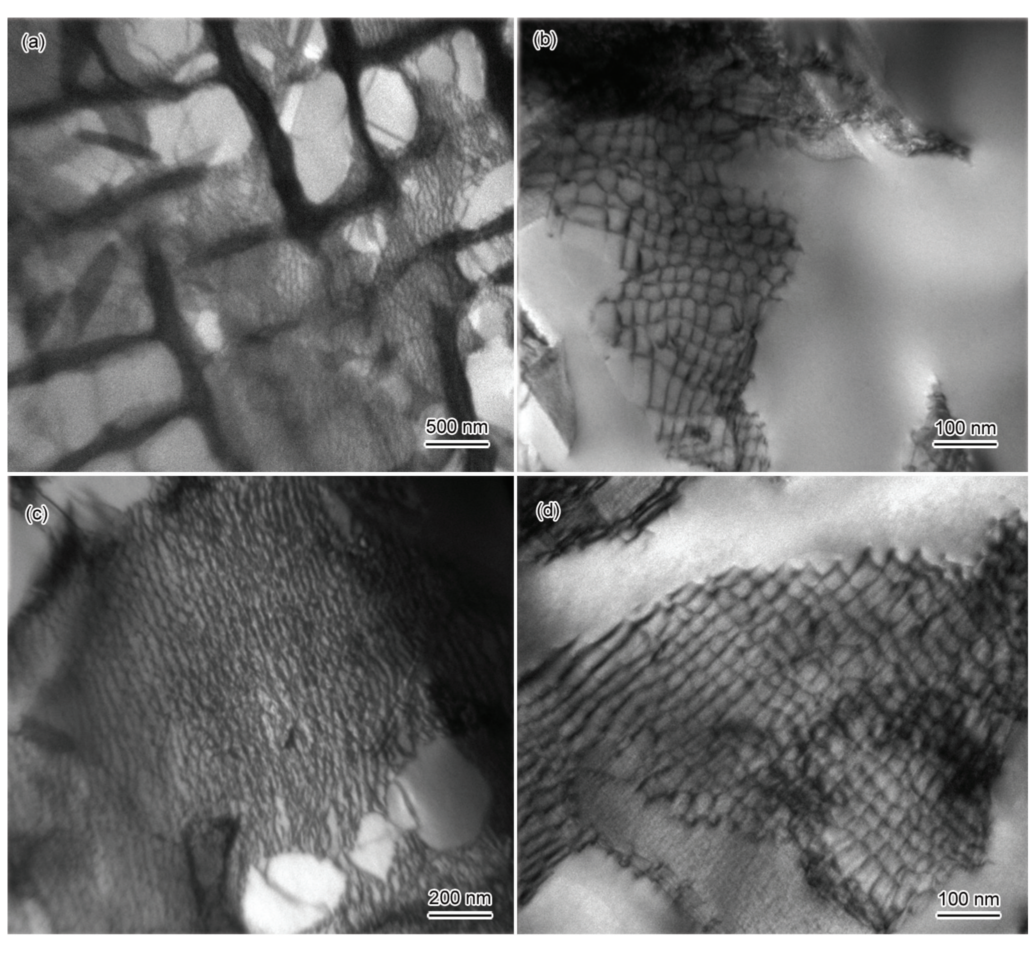


图5 IC21单晶合金在1100 ℃热暴露不同时间后的界面位错网结构[13,27]

Fig.5 Dislocation networks of IC21 single crystal alloy formed during high temperature thermal exposure at 1100 ℃ for 1 h at low (a) and high (b) magnification, 10 h (c) and 100 (d)[13,27]

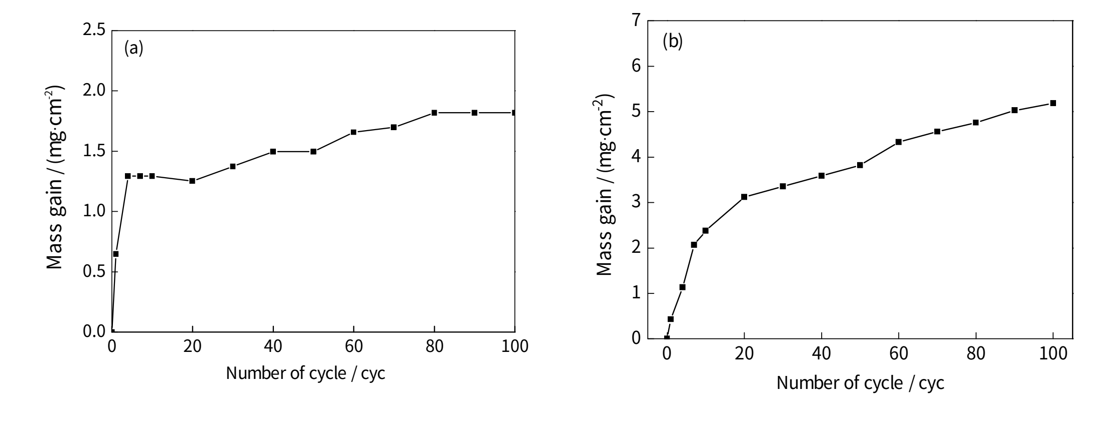


图6 IC21单晶合金在1100和1150 ℃的循环氧化增重动力学曲线

Fig.6 Cyclic oxidation mass gain kinetic curves of IC21 single crystal alloy at 1100 ℃ (a) and 1150 ℃ (b)

位取样进行取向和组织结构分析, 结果如图7b~d所示, 以考察合金在不同壁厚和不同定向凝固温度条件下的铸造工艺性能. 由图可见, 合金显微组织整体不存在缩松和夹杂. X射线Laue取向测试结果表明, 试样单晶完整性良好, 3个部位晶体取向一致, 不存在小角度晶界. 对一次枝晶间距测量结果表明, 三个不同部位的一次枝晶间距相差不大, 尺寸大约为500 μm. 图7b和c中在90°转角处, 双壁层不同部位的二次枝晶沿着一次枝晶干生长汇聚在一起, 连续性很好, 凝固形成完整的单晶, 而且转角处没有缩松和夹杂, 表明IC21合金具有良好的流动性.

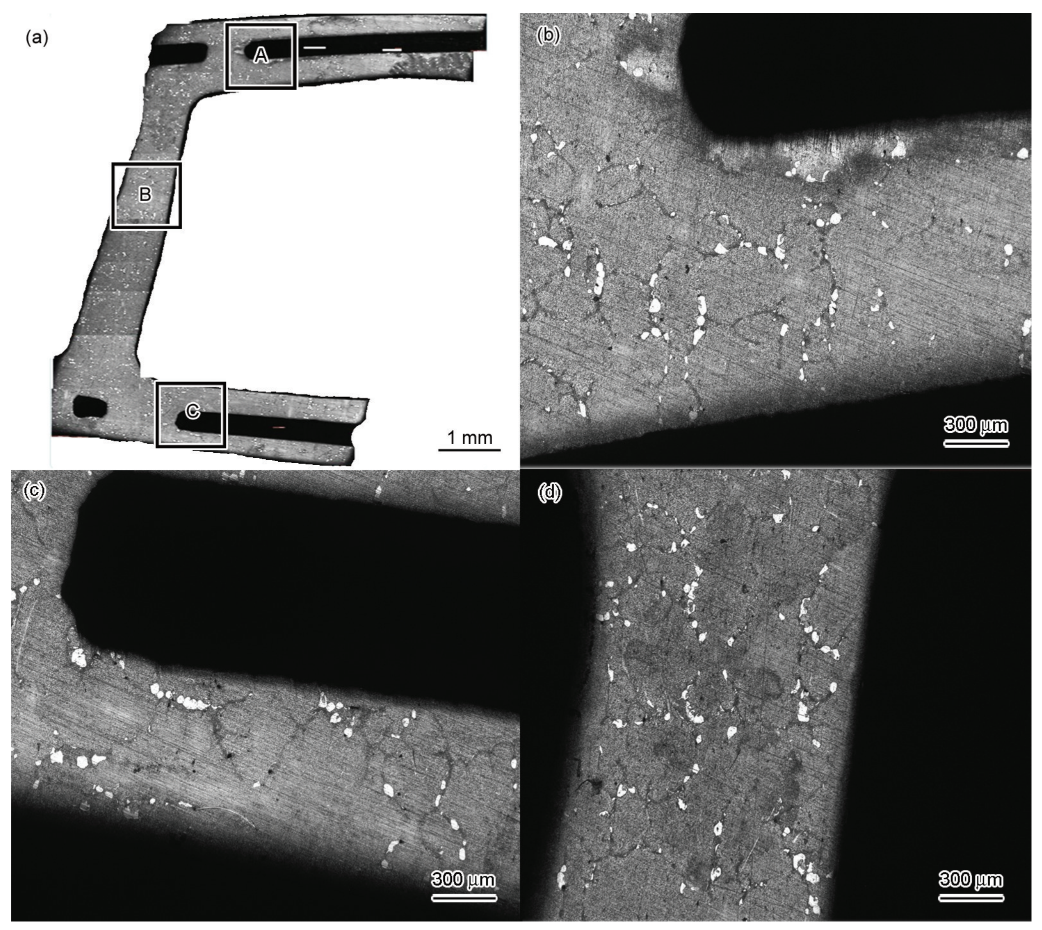


图7 复杂薄壁IC21单晶铸件的微观组织和区域放大图

Fig.7 Microstructure of complex thin-walled IC21 single crystal alloy (a) and enlarged views corresponding to areas A (b), B (c) and C (d) in Fig.7a

3 结论

(1) 针对高压涡轮导向叶片服役性能的需求特点, 研发了一种Re含量不大于1.5%, 密度小于8.0 g/cm^{3}的低密度、低成本Ni_3Al基单晶合金IC21, 确定了合金的热处理制度.

(2) IC21单晶合金的初熔温度约为1345 ℃, 经固溶热处理和时效热处理后, γ'相分布均匀、立方化程度和排列有序度较高, 尺寸约为420 nm, 体积分数约为80%, 1080 ℃长期热暴露后, 没有拓扑密堆相析出.

(3) IC21单晶合金在1100 ℃下抗拉强度和屈服强度分别为490和470 MPa, 在1100 ℃, 140 MPa条件下的持久寿命可达170.5 h, 在1150 ℃, 100 MPa条件下的持久寿命可达110.0 h.

(4) IC21单晶合金具有较好的高温抗氧化性, 1100和1150 ℃大气中100 h的循环氧化动力学曲线遵循抛物线规律, 氧化增重速率分别为0.015和0.045 mg/(cm^2·h).

(5) IC21合金具有良好的铸造工艺性能, 在厚度为0.5~1.0 mm范围之内仍具有良好的流动性和单晶完整性.

参考文献

[1] Chen J G. *Aerona Sci Technol*, 1994; (5): 9
(陈金国. 航空科学技术, 1994; (5): 9)

[2] Kong X X. *Aerona Sci Technol*, 1994; (5): 21
(孔祥鑫. 航空科学技术, 1994; (5): 21)

[3] Sequeira C A C, Amaral L. *Corros Prot Mater*, 2013; 32(3): 75

[4] Zheng Y R, Wang X P, Dong J X, Han Y F. In: Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R, Green K A, McLean M, Olson S L, Schirra J J eds., *Proc of 9th Int Symposium on Superalloys*, Warrendale: TMS, 2000; 305

[5] Frazier D J, Whetstone J R, Harris K, Erickson G L, Schwer R E. *High Temperature Materials for Power Engineering*. Boston: Kluwer Academic Publishers, 1990: 1281

[6] Waudby P E, Benson J M, Stander C M, Pennefather R, McColvin G. *Advances in Turbine Materials Design and Manufacturing*. London: Institute of Materials, 1997: 322

[7] Quan D L, Liu S L, Li J H, Liu G W. *J Therm Sci*, 2005; 14(1): 56

[8] Leontiev A I. *J Heat Transfer*, 1998; 121: 509

[9] Hartnett J P, Rohsenow W M. *Handbook of Heat Transfer Applications*. New York: McGraw-Hill Professional, 1985: 1



[10] Song J X, Xiao C B, Li S S, Han Y F. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 250
(宋尽霞, 肖程波, 李树索, 韩雅芳. 金属学报, 2002; 38: 250)

[11] Xiao C B, Han Y F, Li S S, Wang D G, Song J X, Li Q. *Mater Lett*, 2003; 57: 3843

[12] Ding R G, Ojo O A. *Scr Mater*, 2006; 54: 859

[13] Zhang H. *PhD Dissertation*, Beihang University, 2015
(张　恒. 北京航空航天大学博士学位论文, 2015)

[14] Sajjadi S A, Zebarjad S M, Guthrie R I L, Isac M. *J Mater Process Technol*, 2006; 175: 376

[15] Mulier L, Glatzel U, Feller K. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: 1321

[16] Glatzedl U, Feller-Kniepmeier M. *Scr Metall*, 1989; 23: 1839

[17] Zhang J H, Yao X D, Zhang Z Y, Li Y A, Guan H R, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 1994; 30: 453
(张静华, 姚向东, 张志亚, 李英敖, 管恒荣, 胡壮麒. 金属学报, 1994; 30: 453)

[18] Ren Y L, Jin T, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Mech Eng*, 2001; 25(4): 7
(任英磊, 金　涛, 管恒荣, 胡壮麒. 机械工程材料, 2001; 25(4): 7)

[19] Ning L K, Zheng Z, Jin T, Tang S, Liu E Z, Tong J, Yu Y S, Sun X F. *Acta Metall Sin*, 2014; 30: 1011
(宁礼奎, 郑　志, 金　涛, 唐　颂, 刘恩泽, 佟　健, 于永泗, 孙晓峰. 金属学报, 2014; 30: 1011)

[20] Wei L. *Master Thesis*, Beihang University, 2011
(魏　丽. 北京航空航天大学硕士学位论文, 2011)

[21] Sengupta A, Putatunda S K, Bartosiewicz L, Hangas J, Nailos P J, Peputapeck M, Alberts F E. *J Mater Eng Perform*, 1994; 3: 73

[22] Pollock T M, Argon A. *Acta Metall Mater*, 1992; 40: 1

[23] Zhang J X, Murakumo T, Koizumi Y, Harada H. *J Mater Sci*, 2003; 38: 4883

[24] Zhang J X, Wang J C, Harada H, Koizumi Y J. *Acta Mater*, 2005; 53: 4623

[25] Yang S, Zhang J, Luo Y S, Zhao Y S, Tang D Z, Cao G Q. *Mater Sci Forum*, 2013; 747: 777

[26] Feller K M, Link T. *Metall Trans*, 1989; 20A: 1233

[27] Liu L. *PhD Dissertation*, Beihang University, 2014
(刘　磊. 北京航空航天大学博士学位论文, 2014)

[28] Huang L, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q. *Surf Coat Technol*, 2006; 200: 6863

[29] Ying W, Toshio N. *Surf Coat Technol*, 2007; 202; 140

(责任编辑:罗艳芬)

